

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2000-303144

(43)Date of publication of application : 31.10.2000

(51)Int.Cl.

C22C 38/00

C21D 9/46

C21D 9/48

C22C 38/12

(21)Application number : 11-315666

(71)Applicant : NKK CORP

(22)Date of filing : 05.11.1999

(72)Inventor : NAKAJIMA KATSUMI

INAZUMI TORU

FUJITA TAKESHI

KITANO FUSAHITO

MORITA MASAYA

YAMAZAKI YUJI

URABE TOSHIKI

(30)Priority

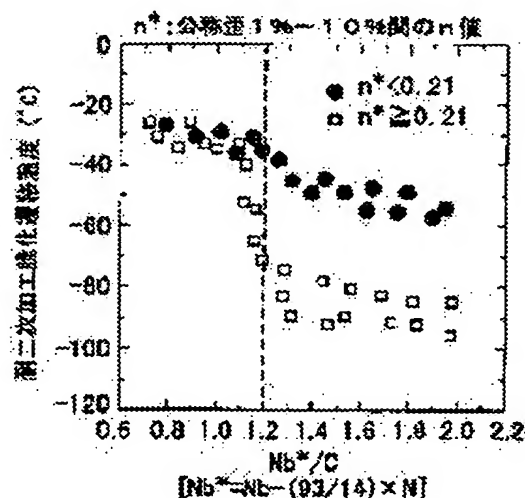
Priority number : 11036283 Priority date : 15.02.1999 Priority country : JP

(54) HIGH STRENGTH THIN STEEL SHEET EXCELLENT IN SECONDARY WORKING EMBRITTLEMENT RESISTANCE AND FORMABILITY AND ITS PRODUCTION

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To produce a high strength tin steel sheet excellent in secondary working embrittlement resistance, deep drawability and surface properties in press working, and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: This high strength thin steel sheet excellent in secondary working embrittlement resistance and formability is the one in which, as to steel having components contg., by weight, 0.0040 to 0.01% C, $\leq 0.07\%$ Si, 0.1 to 1.0% Mn, 0.01 to 0.05% P, $\leq 0.02\%$ S, $\leq 0.004\%$ N, $\leq 0.15\%$ Nb also so as to satisfy the inequality of $(12/93) \times Nb^*/C \geq 1.2$ (where $Nb^* = Nb - (93/14) \times N$), and the balance substantial Fe with inevitable impurities, after the end of hot finish rolling at $\geq Ar_3$, it is coiled at 500 to 700° C and is subjected to cold rolling, annealing and galvanizing, and (n) value in a 2 point method of nominal distortion 1% and 10% by an uniaxial tensile test is ≥ 0.21 .

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

14.03.2002

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the
examiner's decision of rejection or application]

(19)日本国特許庁 (J P)

(12)公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2000-303144

(P 2 0 0 0 - 3 0 3 1 4 4 A)

(43)公開日 平成12年10月31日(2000.10.31)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テマコード ⁸ (参考)
C22C 38/00	301	C22C 38/00	301 T 4K037
C21D 9/46		C21D 9/46	J
9/48		9/48	J
C22C 38/12		C22C 38/12	

審査請求 未請求 請求項の数5 O L (全7頁)

(21)出願番号 特願平11-315666

(22)出願日 平成11年11月5日(1999.11.5)

(31)優先権主張番号 特願平11-36283

(32)優先日 平成11年2月15日(1999.2.15)

(33)優先権主張国 日本 (J P)

(71)出願人 000004123

日本鋼管株式会社

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号

(72)発明者 中島 勝己

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(72)発明者 稲積 透

東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日本鋼管株式会社内

(74)代理人 100058479

弁理士 鈴江 武彦 (外4名)

最終頁に続く

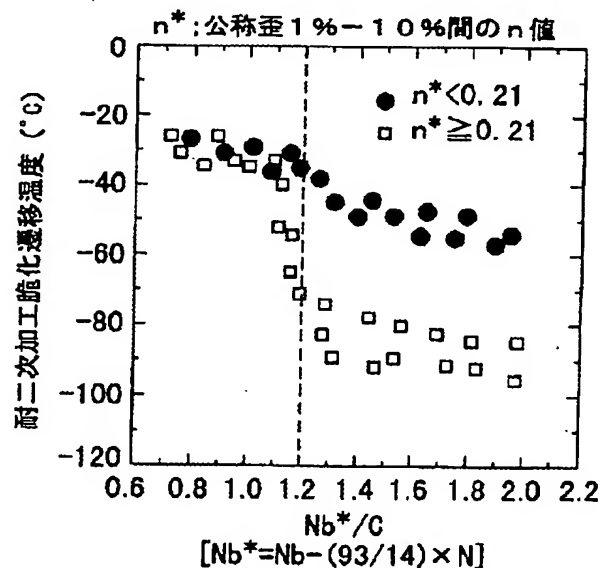
(54)【発明の名称】耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法

(57)【要約】

【課題】この発明は、プレス加工において二次加工脆性、深絞り性および表面性状に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法を提供する。

【解決手段】重量%で、C:0.0040~0.01%、Si:0.07%以下、Mn:0.1~1.0%、P:0.01~0.05%、S:0.02%以下、N:0.004%以下、Nb:0.15%以下、かつ(1)式を満足する残部が実質的にFeおよび不可避免の不純物からなる成分を有する鋼をAr3点以上で熱間仕上圧延を終了後、500~700℃で巻取りし、冷間圧延、焼鈍および亜鉛めっき処理を施し、単軸引張り試験による公称ひずみ1%と10%の2点法のn値が0.21以上であることを特徴とする、耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法。

(12/93)×Nb'/C≥1.2 (1) 但し、Nb'=Nb-(93/14)×N



【特許請求の範囲】

【請求項1】 質量%で、C:0.0040~0.01%、Si:0.05%以下、Mn:0.1~1.0%、P:0.01~0.05%、S:0.02%以下、Al:0.01~0.1%、N:0.004%以下、Nb:0.15%
$$(12/93) \times Nb' / C \geq 1.2$$

但し、 $Nb' = Nb - (93/14) \times N$ 、C(質量%)、Nb(質量%)、N(質量%)

【請求項2】 質量%で、さらに、Tiを0.05%以下含有していることを特徴とする請求項1に記載の耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項3】 質量%で、さらに、Bを0.002%以下含有していることを特徴とする請求項1または2に記載の耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項4】 請求項1乃至3の何れかに記載の成分を有する鋼スラブをAr3変態点以上の仕上温度で熱間圧延する工程と、熱間圧延後の鋼板を500~700℃で巻取る工程と、巻取られた鋼板を、冷間圧延・焼鈍を施す工程とを具備する耐二次加工脆性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【請求項5】 請求項1乃至3の何れかに記載の成分を有する鋼スラブをAr3変態点以上の仕上温度で熱間圧延する工程と、熱間圧延後の鋼板を500~700℃で巻取る工程と、巻取られた鋼板を、冷間圧延・焼鈍・亜鉛めっき処理を施す工程とを具備する耐二次加工脆性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、プレス加工において二次加工脆性およびストレッチャーストレインが発生せず、かつ深絞り性および表面性状に優れた高強度冷延鋼板、高強度亜鉛めっき鋼板およびそれらの製造方法に関するもので、自動車鋼板を始め、家庭用電気製品、建材等に広く活用できる。

【0002】

【従来技術】 自動車用鋼板等プレス加工によって成形される高強度亜鉛めっき鋼板には、外板材に使用できる高いレベルの表面品質はもとより、深絞り性、ストレッチャーストレインの発生を抑えるための非時効性が要求されている。これまでに、深絞り性および非時効性を高めるため、C量を極力低減すると同時に、TiおよびNbを添加して有害な固溶Cを炭化物として固定したIF鋼をベースとした高強度鋼板が開発されてきた。

【0003】 しかし、IF鋼では、粒界が清浄化し脆弱であるため、深絞り加工時の縮みフランジ変形において強度の圧縮加工を受けた部分が、その後の加工において脆性破壊を生じる二次加工脆性感受性が高いという問題がある。これに対して、IF鋼並の特性を維持しつつ耐二次加工脆性を高めるために種々の提案がなされてきた。

以下、かつ(1)式を満足する残部が実質的にFeおよび不可避免的不純物からなる成分を有し、単軸引張り試験による公称ひずみ1%と10%の2点法のn値が0.21以上であることを特徴とする、耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板。

(1)

【0004】 まず、固溶Cを一部残留させる技術が提案されており、たとえば、特公昭61-32375号公報には、Nに対して当量比以下のTi、Cに対しても実質当量比以下のNbを添加することによって、r値の低下、降伏強度の上昇、伸びの低下を防止すると同時に、固溶Cの一部を粒界に残留させて耐二次加工脆性を高める技術が開示されている(以下、従来技術1)。

【0005】 また、特開平5-112845号公報には、C量の下限を制限すると共にMn、Crを積極的に添加し、固溶C量を高めて耐二次加工脆性を高める技術が提案されている(以下、従来技術2)。特開平5-70836号公報には、Ti、Nbによって固定するC量の下限を制限して結晶粒の成長を抑制する炭化物の生成量を確保し、結晶粒の微細化により優れた強度-延性バランスを得ると同時に、SiおよびP量の上限規制とB添加によって耐二次加工脆性を高める技術が提案されている(以下、従来技術3)。

【0006】 特開平2-175837号公報には、できるだけC量を低減してTiで固定することでr値を高め、Nb添加によって微細NbCを析出させて結晶粒界を鋸状にすることで二次加工脆性を向上させる技術が開示されている(以下、従来技術4)。

【0007】 しかしながら、従来技術1および2は、いずれも固溶Cを残留させて耐二次加工脆性を高めるため、夏季等の気温が比較的高い環境において長時間保持された場合に時効の問題が懸念される。従来技術1では100℃で1hrの加速試験により、耐時効性を評価しているが、常温において数ヶ月に渡る長期の時効試験で評価した場合、TiあるいはNbの添加量がC、Nに対して当量比以下である場合、上記加速試験で問題ないと判断されたものであっても、ストレッチャーストレインの原因となる降伏伸びが観察される場合が多い。

【0008】 また、従来技術3は、Bの添加によって耐二次加工脆性を高める技術であるが、Bは粒界に偏析し、冷間加工時の結晶回転を抑制し高r値を得る上で好ましい集合組織の発達を阻害するため、深絞り性が劣化する。従来技術4は、Nb添加により、粒界を鋸状とし、耐二次加工脆性を高める技術であるが、鋸状の粒界により、粒界の拘束力が高まり、結晶粒内に変形が集中して延性が低下する。この傾向は特に局部延性において顕著であり、伸びフランジ性の低下を招く事になっていた。

【0009】 さらに、本従来技術ではr値を高めるために、C、N、Sに対し、当量比以上のTi添加をおこな

っており、実施例では実質的に 0.03% を超える添加量を必要としている。このため、溶融亜鉛めっきにおいて縞状の Ti マークと呼ばれる表面ムラが発生し、自動車外板など表面品質が要求される用途には使用できなかった。このように、従来技術では、非時効でかつ高い深絞り性を有し、二次加工脆性の生じない亜鉛めっき鋼板を得ることは困難であった。

【0010】

【発明が解決しようとする課題】本発明は自動車外板用途などへの適用も可能な高表面品質、非時効でかつ高い深絞り性を有し耐二次加工脆性に優れた高強度薄鋼板、特に引張強度が 340MPa 以上の高強度薄鋼板およびその製造方法を提供することを目的とする。

【0011】

【課題を解決するための手段】本発明者らは、非時効性の障害となる残留固溶 C、r 値の向上に限界をもたらす B 添加、および伸びフランジ性を劣化させる NbC による粒界形状制御を用いることなく、耐二次加工脆性を向

$$(12/93) \times Nb' / C \geq 1.2$$

但し、 $Nb' = Nb - (93/14) \times N$ 、C (質量 %)、Nb (質量%)、N (質量%)

2. 質量%で、さらに、Ti を 0.05% 以下含有していることを特徴とする 1 に記載の耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板。

【0014】3. 質量%で、さらに、B を 0.002% 以下含有していることを特徴とする 1 または 2 に記載の耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板。

【0015】4. 1 乃至 3 の何れかに記載の成分を有する鋼スラブを Ar3 変態点以上の仕上温度で熱間圧延する工程と、熱間圧延後の鋼板を 500~700℃ で巻取る工程と、巻取られた鋼板を、冷間圧延・焼鈍を施す工程とを具備する耐二次加工脆性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

【0016】5. 1 乃至 3 の何れかに記載の成分を有する鋼スラブを Ar3 変態点以上の仕上温度で熱間圧延する工程と、熱間圧延後の鋼板を 500~700℃ で巻取る工程と、巻取られた鋼板を、冷間圧延・焼鈍・亜鉛めっき処理を施す工程とを具備する耐二次加工脆性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板の製造方法。

【0017】

【発明の実施の形態】以下に、本発明の成分組成範囲、製造条件について説明する。

【0018】1. 成分組成範囲

C: 0.0040~0.01%

C は強度を確保するために添加する。340MPa 以上の引張り強度を確保するため、0.0040% 以上添加するが、0.01% を超えると、粒界に炭化物の析出が認められるようになり、二次加工脆性が劣化するため、0.0040~0.01% とする。析出物の形態および分散状態を適正に制御し、更に耐二次加工脆性を改善

上させる技術を鋭意、検討し、その結果、C 量、Nb 量および Nb/C を特定の範囲内に制御することにより、非時効でかつ深絞り性を有し、耐二次加工脆性に優れた高強度亜鉛めっき鋼板が得られることを見出し、本発明を完成させた。尚、本発明で薄鋼板とは、冷延鋼板、亜鉛めっき鋼板を総称したものとす。

【0012】すなわち、本発明は

1. 質量%で、C: 0.0040~0.01%、Si: 0.05% 以下、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.02% 以下、Al: 0.01~0.1%、N: 0.004% 以下、Nb: 0.15% 以下、かつ (1) 式を満足する残部が実質的に Fe および不可避免の不純物からなる成分を有し、単軸引張り試験による公称ひずみ 1% と 10% の 2 点法の n 値が 0.21 以上であることを特徴とする、耐二次加工脆性および成形性に優れた高強度薄鋼板。

【0013】

(1)

し、より好ましい総合性能を引き出すには、C 添加量を 0.0050~0.0080%、さらに望ましくは、0.0050~0.0074% の範囲に規制することが好ましい。

【0019】Si: 0.05% 以下

Si は、過剰に添加すると亜鉛めっき密着性が劣化するため、0.05% 以下とする。

【0020】Mn: 0.1~0.7%

Mn は鋼中の S を MnS として析出させ、スラブの熱間割れを防止する。また、亜鉛めっき密着性を劣化させることなく強度を高めることができるため、添加する。

【0021】S を析出固定するために必要な 0.1% 以上とするが、過剰に添加すると強度上昇に伴い延性が低下するので、0.7% を上限とする。

【0022】P: 0.01~0.05%

P は鋼の強化に有効な元素であり、0.01% 以上添加するが、0.05% を超えて添加すると亜鉛めっき密着性を劣化させるので、0.05% 以下とする。

【0023】S: 0.02% 以下

S は熱間加工性を低下させ、スラブの熱間割れ感受性を高める。また、微細な MnS の析出により、加工性を劣化させるので、0.02% を上限とする。

【0024】Al: 0.01~0.1%

鋼中 N を AlN として析出させ、固溶 N を極力残さないために添加する。0.01% 未満では、こうした効果が十分でなく、また 0.1% を超えると残存する固溶 Al により、延性が低下するために、上限を 0.1% と規定する。

【0025】N: 0.004% 以下

AlN として析出し、無害化されるが、上記 Al の下限量でも極力無害化されるように、0.004% 以下とす

る。

【0026】Nb: 0.15%以下

Nbは固溶Cを固定し、耐二次加工脆性および成形性を改善するため、添加する。しかしながら、過剰添加は延性を低下させるので、Nbの上限は0.15%とする。析出物の形態および分散状態を適正に制御し、耐二次加工脆性をより向上させるには、Nb添加量を $Nb > 0.035\%$ とすることが望ましく、さらに耐二次加工脆性を改善しより総合性能を改善するには、 $Nb \geq 0.080\%$ とすることが望ましい。但し、コストを考慮した場合、上限は $Nb \leq 0.140\%$ とすることが望ましい。

【0027】 $(12/93) \times Nb^* / C \geq 1.2$

但し、 $Nb^* = Nb - (93/14) \times N$

本発明では、優れた耐二次加工脆性感受性およびr値を鋼板に付与し、かつ非時効とするため、C量に応じてNb量を上式を満足するように規定する。図1に、C: 0.0040~0.01%、Nb: 0.01~0.15%、Si: 0.01~0.05%、Mn: 0.1~1.0%、P: 0.01~0.05%、S: 0.002~0.02%の成分組成のスラブを作成し、熱間圧延後、酸洗、冷間圧延し、800℃で連続焼鈍を行い、最後に0.5%の調質圧延を行って、耐二次加工脆性感受性を評価した結果を示す。

【0028】耐二次加工脆性は、鋼板から直径105mmのブランクを打ち抜き、カップ状に深絞り成形し、得られたカップサンプルを種々の冷媒（エチルアルコール等）の中に保存した後に円錐ポンチでカップの端部を広げる加工を加え、延性破壊から脆性破壊へ移行する温度を測定して二次加工脆化温度とした。

【0029】二次加工脆化温度は、公称ひずみ1%と10%の2点法のn値が0.21以上で、かつ $(12/93) \times Nb^* / C \geq 1.2$ 但し、 Nb^* は $Nb - (93/14) \times N$ で定義される有効Nb量において顕著に低下し、優れた耐二次加工脆性感受性が得られている。このような効果は詳細は不明であるが、以下の3点の複合効果によるものと考えられる。

【0030】1) 1%~10%の低歪領域におけるn値の向上により、絞り加工時のパンチ底接触部の歪量が増大し、深絞り加工での流入量が減少することで、縮みフランジ変形における圧縮加工の程度が軽減される効果。

【0031】2) $(12/93) \times Nb^* / C$ を1.2以上とすることにより、炭化物の寸法および分散形態が最適化され、深絞り加工時の縮みフランジ変形における圧縮加工下においても、ミクロ的な歪が均一分散化されるため特定の粒界への転位の集積がなく、粒界脆化が生じない。

【0032】3) NbC析出により、焼鈍板の結晶粒径が従来鋼に比べ、微細化することにより靱性が改善される。

【0033】なお、本発明において、さらに耐二次加工

脆性を改善するために、上記1)の理由から、公称ひずみ1%と10%の2点法のn値を0.214以上とすることが望ましい。

【0034】図2、3は、Cが0.0040~0.01%の鋼板について、r値および30℃で3ヶ月の時効を行った後に引張り試験を行って降伏伸びを測定したものであるが、 $(12/93) \times Nb^* / C$ が1.2以上の場合、固溶Cを完全に固定することができ、優れたr値と非時効性が得られる。

【0035】なお、本発明において、析出物の形態および分散状態を制御し、更に優れた耐二次加工脆性、成形性を確保するには、 $(12/93) \times Nb^* / C$ を1.3~2.2の範囲に規制することが望ましい。

【0036】図1~3より、鋼組成を $(12/93) \times Nb^* / C$ を1.2以上とし、単軸引張り試験における公称ひずみ1%と10%の2点法のn値が0.21以上を満足する鋼の場合、優れた耐二次加工脆性感受性、成形性および非時効性が得られる。

【0037】本発明の効果は、上述した規定により達成されるが、さらに、品質改善および耐二次加工脆性の向上のために、Ti、Bをそれぞれ $Ti \leq 0.05\%$ 、 $B \leq 0.002\%$ の範囲で添加することが可能である。

【0038】Ti: 炭窒化物を形成し、熱延板の組織を微細化することにより、成形性を改善する。しかしながら、0.05%を超えて添加した場合、析出物が粗大化し、十分な効果が得られない。より望ましくは、特に溶融亜鉛めっきの表面性状の観点から、上限を0.02%未満とし、必要な細粒化効果を得るために、下限を0.005%とすることが望ましい。

【0039】B: 結晶粒界を強化し、耐二次加工脆性を改善するために添加するが、0.002%を超えて添加した場合、成形性が大幅に低下するので、上限を0.002%とする。本発明鋼は、結晶粒が微細化されており、極めて優れた耐二次加工脆性を示すので、望ましくは成形性の低下を極力抑えるために、B添加量を0.0001~0.001%の範囲に規制することが望ましい。

【0040】また、本発明の高強度薄鋼板は、上記式(1)により固溶C、Nが完全に固定されるため、そのBH(焼付け硬化性)が19.6MPa未満であり、夏季等の気温が比較的高い環境において長時間保持された場合にも、時効が問題となることはない。さらに、溶接部の加工性にも優れており、テーラードブランクのような新技術にも対応可能である。

【0041】2. 製造条件

上記成分を有する鋼の連続铸造スラブを加熱後、あるいは加熱することなく直ちに熱間圧延を行う。

【0042】熱間圧延仕上温度: Ar3点以上

仕上温度がAr3点未満であると、1~10%の低歪領域におけるn値が低下し、耐二次加工脆性が劣化するた

10

20

30

40

50

め、Ar3点以上とする。

【0043】巻取り温度：500～700℃以下
巻取り温度は、NbCを十分に析出させるため500℃以上とし、鋼板表面のスケール剥がれによる押し込み疵を防止するため700℃以下とする。

【0044】本発明は、溶融亜鉛めっき鋼板を主な対象とするものであるが、電気亜鉛めっき鋼板でもその目的とする効果が得られる。また、めっきを施さない冷延鋼板であってもその優れた耐二次加工脆性、非時効性、加工性により、自動車鋼板を始めとする種々の用途に利用することができる。尚、本発明では冷間圧延、焼鈍および亜鉛めっき処理は常法によるもので、その目的とする効果は得られる。また、めっき後に、有機皮膜処理を施してもよい。

【0045】

【実施例】表1に示す化学組成の鋼を溶製し、250mm厚の連続铸造スラブとしたものを1200℃に加熱後、仕上温度890～940℃、巻取り温度600～650℃で熱間圧延して板厚2.8mmの熱延鋼板とし、酸洗後に板厚0.7mmまで冷間圧延を施した後、連続溶融亜鉛めっきラインにて焼鈍温度800～860℃、めっき浴温度460℃、合金化処理温度500℃で合金化溶融亜鉛めっきを施した。

【0046】その後、0.7%の調質圧延を行った後、

表 1

鋼番	C	Si	Mn	P	S	N	Nb	Ti	B	(12/93) × Nb*/C	備考
1	0.0052	0.01	0.41	0.019	0.012	0.0033	0.08	-	-	1.44	本発明鋼
2	0.0053	0.05	0.33	0.020	0.007	0.0020	0.09	-	-	1.87	本発明鋼
3	0.0062	0.02	0.16	0.042	0.009	0.0026	0.08	-	-	1.31	本発明鋼
4	0.0065	0.04	0.31	0.025	0.010	0.0030	0.10	-	-	1.59	本発明鋼
5	0.0065	0.01	0.20	0.040	0.012	0.0018	0.12	-	-	2.14	本発明鋼
6	0.0068	0.03	0.68	0.015	0.010	0.0035	0.12	-	-	1.84	本発明鋼
7	0.0066	0.02	0.78	0.040	0.009	0.0022	0.12	-	-	2.06	本発明鋼
8	0.0072	0.03	0.84	0.038	0.010	0.0030	0.12	-	-	1.79	本発明鋼
9	0.0067	0.01	0.13	0.035	0.008	0.0022	0.10	-	-	1.64	本発明鋼
10	0.0075	0.01	0.24	0.030	0.016	0.0021	0.11	-	-	1.65	本発明鋼
11	0.0077	0.03	0.21	0.028	0.007	0.0019	0.10	-	-	1.48	本発明鋼
12	0.0093	0.01	0.18	0.034	0.009	0.0022	0.13	-	-	1.60	本発明鋼
13	0.0065	0.03	0.35	0.022	0.011	0.0023	0.09	0.016	-	1.48	本発明鋼
14	0.0063	0.02	0.32	0.025	0.010	0.0029	0.10	-	0.0009	1.65	本発明鋼
15	0.0068	0.01	0.33	0.028	0.009	0.0026	0.09	0.011	0.0004	1.38	本発明鋼
16	0.0034	0.01	0.27	0.022	0.012	0.0019	0.05	-	-	1.42	比較鋼
17	0.0041	0.02	0.21	0.030	0.010	0.0022	0.06	-	-	1.43	比較鋼
18	0.0043	0.01	0.24	0.029	0.011	0.0025	0.03	-	-	0.40	比較鋼
19	0.0058	0.12	0.23	0.040	0.008	0.0025	0.09	-	-	1.63	比較鋼
20	0.0063	0.01	0.26	0.065	0.008	0.0024	0.08	-	-	1.31	比較鋼
21	0.0062	0.02	0.10	0.003	0.013	0.0024	0.10	-	-	1.75	比較鋼
22	0.0072	0.01	0.33	0.021	0.012	0.0030	0.07	-	-	0.90	比較鋼
23	0.0130	0.01	0.17	0.017	0.009	0.0038	0.18	-	-	1.54	比較鋼

太字は、本発明の範囲外であることを示す。

Nb* = Nb - (93/14) × N

引張試験片を採取して1%と10%の2点法によるn値、TSおよびr値を求めると共に、前記と同様のカップ絞りによる試験法にて耐二次加工脆性感受性を調査した。なお、引張試験は、L方向より採取したJIS5号引張試験片によって実施した。また、30℃で3ヶ月の時効を行った後に引張試験を行って降伏伸びを測定して、非時効性を評価した。

【0047】表2から明らかなように、鋼番1～15の本発明鋼は、優れた成形性を示し、かつ、いずれも二次加工脆化温度が-85℃以下という極めて優れた耐二次加工脆性を有しており、さらに表面性状の問題もなく、非時効である。また、本発明鋼は、上記の特性に加え、溶接部の加工性、疲労特性にも優れていることが確認された。

【0048】これに対して、例えば、比較例No. 16, 21は、C, P量が本発明範囲外のため、強度不足が生じ、比較例No. 19, 20は、Si, P量が不適切なため、表面性状が著しく劣る。比較鋼No. 17は、仕上圧延温度がAr3点以下であるため、また、比較例No. 18, 22はNb*/C値が適正でないため、いずれも成形性、耐二次加工脆化温度が十分でない。

【0049】

【表1】

【0050】

【表2】

表 2

鋼番	仕上温度 (°C)	n値 (1%-10%)	TS (MPa)	r値	Tc** (°C)	降伏伸び (%)	表面性状	備考
1	905	0.223	355	1.84	-95	0	○	本発明鋼
2	913	0.233	352	2.05	-80	0	○	本発明鋼
3	895	0.218	348	1.84	-90	0	○	本発明鋼
4	900	0.227	344	1.95	-85	0	○	本発明鋼
5	940	0.243	362	2.01	-95	0	○	本発明鋼
6	915	0.237	363	2.02	-90	0	○	本発明鋼
7	890	0.233	380	1.92	-95	0	○	本発明鋼
8	905	0.228	383	1.88	-85	0	○	本発明鋼
9	911	0.225	351	1.89	-90	0	○	本発明鋼
10	915	0.219	352	1.97	-95	0	○	本発明鋼
11	926	0.231	360	1.89	-90	0	○	本発明鋼
12	908	0.218	359	1.87	-90	0	○	本発明鋼
13	911	0.225	345	1.94	-85	0	○	本発明鋼
14	902	0.217	347	1.83	-85	0	○	本発明鋼
15	915	0.218	344	1.82	-95	0	○	本発明鋼
16	947	0.215	327	1.80	-70	0	○	比較鋼
17	870	0.195	341	1.57	-25	0	○	比較鋼
18	921	0.188	340	1.51	-20	1.1	○	比較鋼
19	928	0.211	356	1.80	-20	0	×	比較鋼
20	920	0.218	362	1.84	-20	0	×	比較鋼
21	915	0.208	331	1.75	-40	0	○	比較鋼
22	905	0.185	345	1.49	-25	0.2	○	比較鋼
23	926	0.189	354	1.73	-10	0	○	比較鋼

** Tc: 二次加工脆化温度

【0051】

【発明の効果】以上説明したように、本発明によれば、表面性状を損なうことなく非時効でかつ高成形性を有する耐二次加工脆性に優れた亜鉛めっき鋼板を得ることができ、自動車用鋼板を始めとする種々の分野への適用が可能で産業上、極めて有意義である。

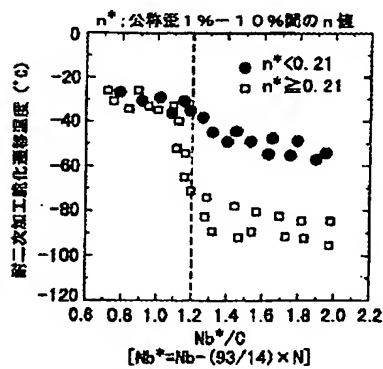
【図面の簡単な説明】

【図1】耐二次加工脆性に及ぼすNb, Cの影響を示す図

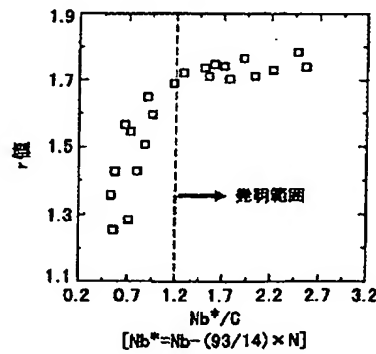
【図2】深絞り性、非時効性に及ぼすNb, Cの影響を示す図

【図3】非時効性に及ぼすNb, Cの影響を示す図

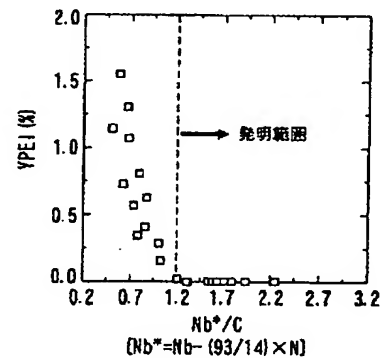
【図1】



【図2】



【図3】



フロントページの続き

(72)発明者 藤田 毅
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
(72)発明者 北野 総人
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
(72)発明者 森田 正哉
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内

(72)発明者 山崎 雄司
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
(72)発明者 占部 俊明
東京都千代田区丸の内一丁目1番2号 日
本鋼管株式会社内
Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA04 EA15 EA18
EA19 EA23 EA25 EA27 EA31
EB03 EB06 EB08 FC04 FC07
FE01 FE02 FE03 GA05 HA02
HA05